

***П. С. Радаев<sup>1</sup>, С. М. Илларионова<sup>1</sup>, А. Г. Илларионов<sup>1\*</sup>, А. И. Потапов<sup>2</sup>***

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б. Н. Ельцина,  
г. Екатеринбург

<sup>2</sup>Институт машиноведения УрО РАН, г. Екатеринбург

\**a.g.illarionov@urfu.ru*,

Научный руководитель – доц., канд. техн. наук *А. Г. Илларионов*

## **ИЗМЕНЕНИЕ РАЗМЕРА $\beta$ -ЗЕРНА ПРИ НАГРЕВЕ В ВЫСОКОПРОЧНОМ ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ С РАЗЛИЧНОЙ ИСХОДНОЙ СТРУКТУРОЙ**

Методами структурного анализа изучено изменение зеренной структуры в титановом сплаве VT22 с исходной структурой, полученной деформацией в двухфазной  $\alpha+\beta$ - и однофазной  $\beta$ -области, в интервале температур нагрева 845–1250 °С. Показано, что в сплаве, деформированном в двухфазной области, наблюдается активный рост  $\beta$ -зерна при температурах нагрева свыше 900 °С, а в сплаве, деформированном в  $\beta$ -области, размер исходного  $\beta$ -зерна мало меняется вплоть до максимальной температуры нагрева.

*Ключевые слова:* титановый сплав, размер зерна, температура нагрева.

***P. S. Radaev, S. M. Illarionova, A. G. Illarionov, A. B. Potapov***

## **CHANGE IN SIZE OF $\beta$ -GRAIN DURING HEATING IN THE HIGH-STRENGTH TITANIUM ALLOYS WITH DIFFERENT INITIAL STRUCTURE**

The changes in the grain structure of the titanium alloy VT22 with the original structure, resulting in deformation of the two-phase ( $\alpha+\beta$ -) and single-phase  $\beta$ -field, in the range 845–1250 °C heating temperatures was investigated by methods of structural analysis. It is shown that the alloy deformed in  $\alpha+\beta$ -field there is strong grain growth  $\beta$ -heating at temperatures in excess of 900 °C, and an alloy in  $\beta$ -deformed area, the size of the original  $\beta$ -grains varies little to the heating temperature up to 1200 °C.

*Keywords:* titanium alloy, grain size, heating temperature.

Сплав VT22 является высокопрочным титановым сплавом переходного класса, который широко используется для изготовления крупногабаритных штамповок для авиационной техники [1]. В процессе производства сплав VT22 подвергается операциям горячей деформации в однофазной  $\beta$ - и двухфазной  $\alpha+\beta$ -области, что обеспечивает в нем

получение различного структурного состояния [2], которое, во-многом, может определять формирование размера  $\beta$ -зерна при последующей его термической, деформационной обработке с нагревами вблизи и выше температуры полиморфного  $\alpha+\beta$ -превращения сплава. В связи с этим в настоящей работе проведено изучение изменения зеренной структуры в сплаве VT22 со структурой, полученной как при деформации в двухфазной  $\alpha+\beta$ -области, так и однофазной  $\beta$ -области, при нагреве в используемый на практике температурный диапазон обработки.

Материалом для исследования служили образцы сплава VT22 из горячедеформированных полуфабрикатов, полученных деформацией в двухфазной  $\alpha+\beta$ -области (состояние 1) и однофазной  $\beta$ -области (состояние 2). Состав сплава Ti-5,1Al-4,85V-5,65Mo-0,9Cr-0,95Fe (в мас. %) определенный методом микрорентгеноспектрального анализа с использованием приставки *Oxford Inca* к растровому электронному микроскопу *Auriga*, находится в пределах марки в соответствии с [3]. Сплав VT22 в состояниях 1,2 подвергали нагреву в диапазоне температур 845–1250 °С с выдержкой до 8 минут, а затем закаливали в воду.

Микроструктура сплава в исходных состояниях 1 и 2 приведена на рис. 1.

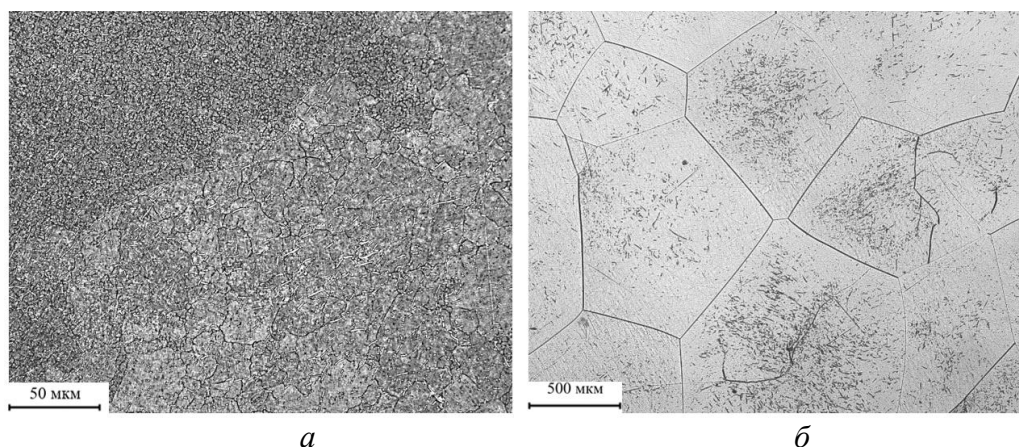


Рис. 1. Микроструктура сплава VT22 в исходном состоянии 1 (а) и 2 (б)

В состоянии 1 наблюдаются зерна  $\beta$ -фазы неправильной формы, внутризеренная структура характеризуется наличием развитой субзеренной структуры, первичная  $\alpha$ -фаза имеет вид раздробленных пластин, располагающихся преимущественно по границам  $\beta$ -зерна и субзерен (рис. 1, а). В состоянии 2  $\beta$ -зерно имеет полиэдрическую форму и достаточно крупное около 1000 мкм, внутри зерна фиксируются включения второй фазы, имеющей строчечную морфологию (рис. 1, б). Данная фаза скорее всего образовалась в процессе охлаждения из  $\beta$ -области и может представлять собой промежуточную низкотемпературную  $\alpha''$ -фазу. Проведенные рентгеноструктурные исследования подтвердили, что в состоянии 1 сплав имеет двухфазную

$\alpha$ + $\beta$ -структуру, а в состоянии 2 – практически однофазную  $\beta$ -структуру со следами присутствия орторомбической  $\alpha''$ -фазы. Периоды решеток фаз в состоянии 1 составляют:  $a_\beta = 0,324$  нм,  $a_\alpha = 0,2939$  нм,  $c_\alpha = 4,6724$ ,  $c/a = 1,5896$ , а в состоянии 2 –  $a_\beta = 0,3247$  нм. Видно, что период решетки  $\beta$ -фазы в состоянии 1 ниже, чем в состоянии 2, и это, очевидно, связано с присутствием в состоянии 1  $\alpha$ -фазы. Параметр « $c/a$ » у  $\alpha$ -фазы несколько выше, чем у чистого титана (1,587). Это связано с легированием BT22 алюминием, который преимущественно растворяется в  $\alpha$ -фазе, что способствует росту параметра « $c/a$ » [4].

Микроструктура сплава BT22 в состояниях 1, 2 после закалки с температур 845, 950 и 1050 °C приведена на рис. 2.

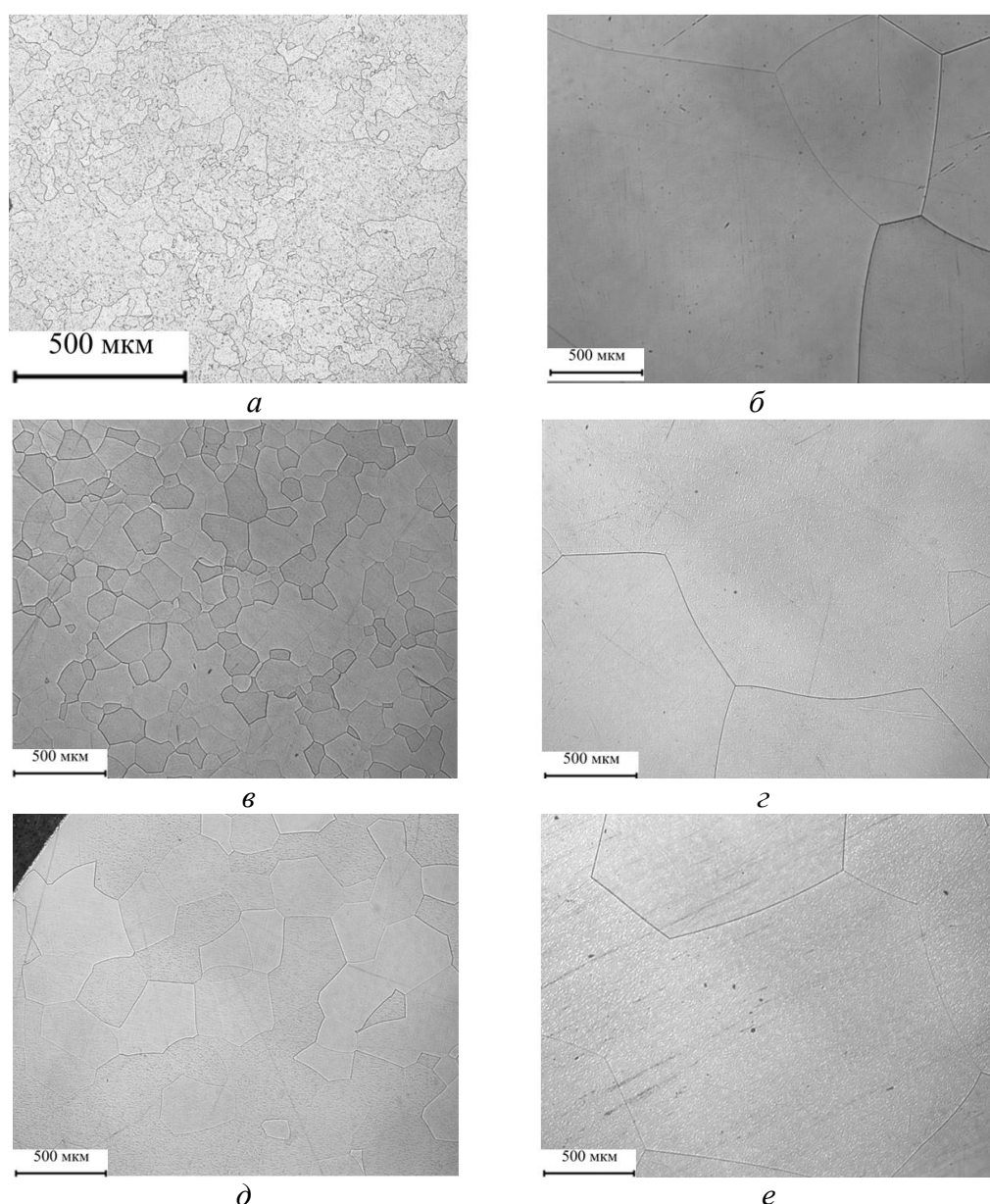


Рис. 2. Микроструктура сплава 1 после нагрева до температур 845 °C (а, б), 900 °C (в), 950 °C (г), 1050 °C (д, е) из состояния 1 (а, в, д) и 2 (б, г, е)

В состоянии 1 при температуре нагрева 845 °С происходит существенное изменение зеренной структуры  $\beta$ -фазы по сравнению с исходным состоянием за счет активного развития процессов первичной рекристаллизации (рис. 2, а). Развитие этого процесса связано с практически полным растворением первичной  $\alpha$ -фазы при данной температуре нагрева. Это приводит к формированию структуры с относительно мелким первично рекристаллизованным  $\beta$ -зерном. Структура сплава после более высоких температур нагрева состояния 1 во многом схожа и характеризуется наличием только полиэдрических  $\beta$ -зерен, размер которых увеличивается по мере повышения температуры нагрева (рис. 2, в, д).

Отличительной особенностью структуры сплава в состоянии 2 после нагрева в исследуемом температурном интервале является то, что от исходного состояния наследуется полиэдрическая структура крупных зерен  $\beta$ -фазы. При этом размер зерна практически не изменяется по мере повышения температуры (рис. 2 б, г, е).

График изменения размера  $\beta$ -зерна, определенный стандартным металлографическим методом секущих, в зависимости от температуры нагрева сплава ВТ22 в состояниях 1, 2 приведен на рис. 3.

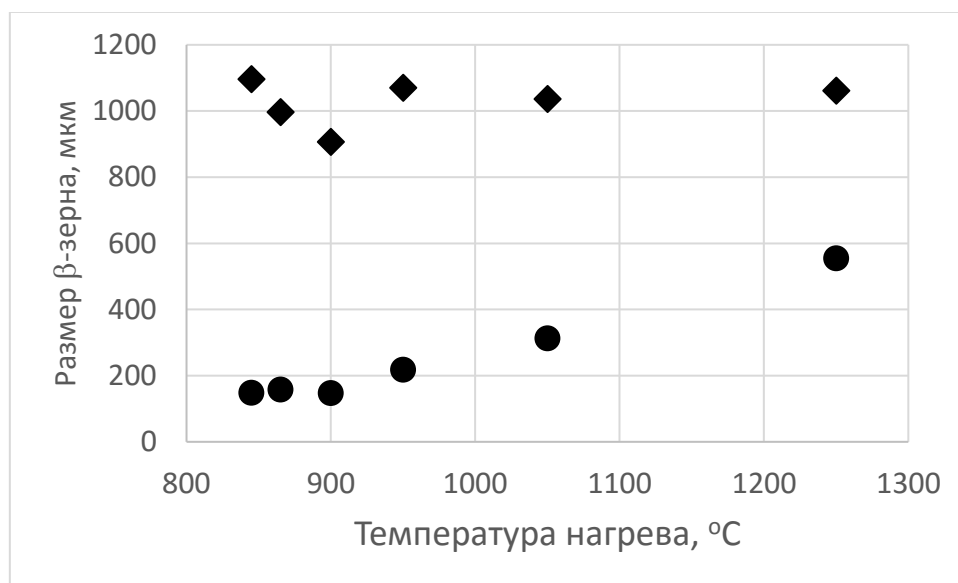


Рис. 3. Размер  $\beta$ -зерна при различных температурах нагрева сплава ВТ22 в состояниях 1 (маркер круглый) и 2 (маркер квадратный)

Как видно из рис. 3 для состояния 1 в диапазоне температур нагрева 845–900 °С размер  $\beta$ -зерна практически не изменяется и находится на уровне 150 мкм. При повышении температуры нагрева свыше 900 °С наблюдается практически линейный рост  $\beta$ -зерна, которое достигает 550 мкм при температуре 1250 °С. В состоянии 2 активного роста исходно крупного  $\beta$ -зерна не происходит вплоть до температуры нагрева 1200 °С и

его размер преимущественно лежит в диапазоне 1000–1050 мкм. В целом фиксируемое  $\beta$ -зерно в состоянии 2 существенно крупнее (в 2–8 раз) по сравнению состоянием 1.

Наблюдаемые различия в характере изменения зеренной структуры при нагреве сплава VT22 после деформации в двухфазной и однофазной области связаны, очевидно, с разной степенью наклепа  $\beta$ -твердого раствора. В состоянии 1 при деформации в двухфазной области, как показал анализ микроструктуры, получают развитие только полигонизационные процессы в  $\beta$ -твердом растворе. Из этого следует, что основное количество дислокаций и соответственно наклеп, получаемый  $\beta$ -фазой в процессе деформации, сохраняются в структуре. В результате при последующем нагреве в  $\beta$ -область это инициирует развитие процесса первичной рекристаллизации с последующим протеканием собирательной рекристаллизации, вызывающей закономерный рост зерна при увеличении температуры нагрева. В состоянии 2 после деформации в однофазной  $\beta$ -области процессы первичной и собирательной рекристаллизации проходят уже в ходе исходной обработки, о чем свидетельствует формирование крупнозернистой достаточной совершенной рекристаллизованной структуры (рис. 1), в которой, очевидно, практически отсутствует наклеп, связанный с повышенной плотностью дислокаций. В результате такая достаточно стабильная и равновесная структура практически не претерпевает изменений при нагреве в исследуемом диапазоне температур.

*Работа выполнена при поддержке проекта № 2329, выполняемого в рамках базовой части госзадания 236/2014 Минобрнауки РФ.*

## ЛИТЕРАТУРА

1. Ильин А. А., Колачев Б. А., Польшин И. С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: Справочник. М. : ВИС-МАТИ, 2009. 520 с.
2. Полуфабрикаты из титановых сплавов / Александров В. К., Аношкин Н. Ф., Белозеров А. П. [и др.]. М. : ВИС, 1996. 578 с.
3. ГОСТ 19807–91. Титан и сплавы титановые деформируемые. Марки. М. : Госстандарт, 1991. 6 с.
4. Металловедение и термообработка титана. Структура и свойства: Учебное пособие / А. А. Попов [и др.]. Екатеринбург: УрФУ, 2012. 268 с.